

Vortrag 2

**Erfahrungsbericht über die Herstellung von Turbinen- und
Ventilgehäusen aus den neuen 9% Cr-Stahlgußsorten
G-X 12 CrMoWVNbN 10 11 und G-X 12 CrMoVNB 9 1**

| | |
|-------------------------------|---|
| Dipl.-Ing. F. Schuster | VOEST-ALPINE STAHL LINZ GmbH, Linz/A |
| Dipl.-Ing. A. Buberl | VOEST-ALPINE STAHL LINZ GmbH, Linz/A |
| Dipl.-Ing. R. Hanus | VOEST-ALPINE STAHL LINZ GmbH, Linz/A |
| Prof. Dr. H. Cerjak | Techn. Universität, Graz/A |

Erfahrungsbericht über die Herstellung von Turbinen- und Ventilgehäusen aus den neuen 9 % Cr-Stahlgußsorten G-X 12 CrMoWVNbN 10 1 1 und G-X 12 CrMoVNBn 91

Dipl.-Ing. Felix Schuster (Vortragender)
Dipl.-Ing. Alfred Buberl
Dipl.-Ing. Reinhold Hanus
VOEST-ALPINE STAHL LINZ GmbH, Linz

O.Univ.Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Horst Cerjak
Technische Universität Graz

Einleitung

Gußstücke aus warmfesten Stählen gehören zu den Schlüsselkomponenten im Hoch- und Mitteldruckteil der Dampfturbine (1, 2). Die Weiterentwicklung der warmfesten Gußwerkstoffe war daher, insbesondere im Hinblick auf den Bau fortschrittlicher neuer Kraftwerke, mit verbesserten Wirkungsgraden erforderlich. Die Umsetzung sollte über eine Erhöhung der Frischdampf Temperatur von 540 °C auf 600 ° - 620 °C und überkritischen Dampfdrücken >300 bar erfolgen. Für diesen Temperaturbereich waren verbesserte Stahlgußwerkstoffe zu entwickeln.

Im Rahmen des europäischen Forschungsvorhabens COST 501 wurde ein 3,5 t Ventilgehäuse aus dem wolframlegierten Stahlguß G-X 12 CrMoWVNbN 10 1 1 hergestellt, um an diesem Versuchsgußstück die Gießbarkeit sowie die Schweißbeignung und die Werkstoffeigenschaften in verschiedenen Querschnitten untersuchen zu können. Darüber wurde in mehreren Konferenzen berichtet (3, 4, 5).

Parallel zu den noch laufenden F & E - Aktivitäten im Rahmen von COST 501 wurde bereits 1990 in der Gießerei der Voest-Alpine Stahl Linz mit der kommerziellen Produktion von Gußstücken aus den neuen 9 % Cr - Stählen sowohl mit, als auch ohne Wolframzusatz begonnen.

Nachstehend soll über einige Aspekte der großtechnischen Herstellung solcher Gußstücke für den Dampfturbinenbau im Gewichtsbereich von 1 bis 40 t berichtet werden.

Übersicht über die bisherige Produktion

Die Überführung der Entwicklungsarbeiten in die Gießereipraxis erfolgte schrittweise, wobei jedoch die Steigerung der Gewichte von 3,5 t (Versuchsventilgehäuse) auf 14 t (erstes Innengehäuse für KW. Schkopau) mit einem großen Risiko behaftet war. Letztendlich wurden aber auch Gußstücke mit einem Gewicht von 40 t aus G-X 12 CrMoWVNbN 10 1 1 in einwandfreier Qualität hergestellt.

Einen Überblick der Kraftwerksanlagen, in denen die neuen wolframlegierten und **wolframfreien** 9-10 % Cr-Stahlgußsorten zum Einsatz kamen, gibt Tafel 1. Einige Beispiele aus der bisherigen Produktion sollen die Vielfalt der Gußstückformen, die bereits hergestellt wurden, zeigen.

Bild 1 zeigt ein Ventilgehäuse für das Kraftwerk "Altbach" mit einem Gewicht von 7.900 kg. Im Bild 2 ist ein kombiniertes **Hochdruck/Mitteldruck-Innengehäuse** mit einem Gewicht von 20.000 kg abgebildet, das in den Kraftwerken „Skaerbaek und Nordjylland“ zum Einsatz kommen soll. Für diese Anlage wurde der wolframfreie Stahlguß G-X 12 CrMoVNBn 91 gewählt.

Im Bild 3 ist das bis jetzt größte Gußstück, eine MD-Innengehäusehälfte für das Kraftwerk "Schwarze Pumpe", zu sehen. Die Rohrstützen wurden separat gegossen und an das Gehäuse angeschweißt, womit auch die gute Schweißbeignung der verbesserten 9-10 % Cr-Stähle in der Praxis bestätigt wurde.

Insgesamt wurden bis Ende 1995 40 Gußstücke mit einem Gesamtgewicht von über 700 t erzeugt. Anhand einzelner Projekte sollen erkannte Probleme und deren Verbesserung diskutiert werden.

Fertigungsablauf-Wärmebehandlung

Der Fertigungsablauf für Gußstücke aus **hochlegiertem** 9-10 % Cr-Stahlguß ist in einem engen Zusammenhang mit den thermischen Behandlungen zu planen, da die eigenschaftsbestimmenden Gefügeumwandlungen bei allen 9- 10 % Cr-Stählen in der Martensitstufe ablaufen. Das bedeutet, daß das Ende der Martensitumwandlung abgewartet werden muß, um eine wirkungsvolle Anlaßbehandlung beginnen zu können. Gleiches gilt auch **für** die Abkühlung in der Gußform, da auch hier die Umwandlung zu Martensit beendet werden sollte, bevor mit dem nächsten Arbeitsgang begonnen wird.

Zum besseren Verständnis dieser Zusammenhänge sind in Bild 4 die wesentlichen Arbeitsschritte, beginnend mit der Abkühlung in der Gußform bis zur abschließenden Spannungsarmglühung vor der Lieferung in einem **Zeit/Temperatur-Diagramm** dargestellt.

Wegen der hohen Festigkeit und niedrigen Duktilität von martensitischen 9-10 % Cr-Stählen im nichtwärmebehandelten Zustand, ist die Abkühlung in der Form und das Herauslösen aus der Form ein sehr kritischer Vorgang. Bei einer zu frühen Entnahme des Gußstückes aus der Gußform besteht die Gefahr, daß zufolge hoher thermischer Spannungen in Verbindung mit den nicht zu unterschätzenden Umwandlungsspannungen bei der Martensitbildung Risse entstehen, die bis zu einem Totalausschuß führen können.

Wegen der meist sehr unterschiedlichen Wanddickenverhältnisse in Turbinengußstücken - was auf der anderen Seite ein entscheidender Vorteil von Gußkonstruktionen ist - muß mit einem hohen Eigenspannungsniveau des rohen unbehandelten Gußstückes gerechnet werden, sodaß in diesem Zustand alle zusätzlichen thermischen und mechanischen Belastungen zu vermeiden sind.

Die Gußstücke sind nach dem Entsandem möglichst umgehend zum Weichglühen anzuliefern. Das Abbrennen der **Speiser** und Gießverstärkungen wird zweckmäßiger Weise im Zuge der Abkühlung von der Anlaßtemperatur in einem Temperaturbereich von 200 °C bis 400 °C **durchgeführt**. Bei großen Gußstücken und einer Vielzahl von Speisem muß mehrmals nachgewärmt werden, um den **für** das Speiserabbrennen vorgeschriebenen Temperaturbereich halten zu können. Nach dem Abtrennen der **Speiser** ist **für** einen entsprechenden Temperatenausgleich zu sorgen.

Bei einfach gestalteten Gußstücken und bei ausreichender Erfahrung mit vergleichbaren Vorgängen kann unmittelbar nach dem Abtrennen der **Speiser** mit der Vergütung begonnen werden.

Bei der erstmaligen Herstellung eines Gußstückes nach einem neuen Modell oder aus einem neuen Werkstoff ist es empfehlenswert, vor dem Vergüten eine visuelle Kontrolle, gegebenenfalls unterstützt durch eine Magnetpulverprüfung einzuschleiben, um sich über das Vorhandensein von Rissen und größeren Oberflächenfehlern zu vergewissern. Mögliche Rißstarter sind vor der Vergütung auszumulden. Dieser Arbeitsgang erfordert allerdings eine zusätzliche **Spannungsarmglühung** nach dem Speiserabbrennen, um die beim Brennen auftretenden Spannungen abzubauen.

Die weiteren Arbeitsgänge unterscheiden sich nicht vom üblichen Fertigungsablauf niedriglegierter 1 % CrMo bzw. CrMoV-Stähle.

Obwohl die bisherigen Erfahrungen gezeigt haben, daß die neuen 9-12 % Cr-Stähle bei thermischen Behandlungen weniger rißanfällig sind als die höhergekohten Cr-Stahlgußsorten, sollte vor allem bei großen Gußstücken mit unterschiedlichen Wanddicken sorgfältig darauf geachtet werden, daß die Abkühlung bis Martensitende sehr kontrolliert **geführt** wird, um Spannungsrisse zu vermeiden. **Dafür** ist ausreichend Zeit vorzusehen. Hierin liegt auch die Begründung, warum eine längere Durchlaufzeit **für** Gußstücke aus 9-10 % Cr-Stahl gegenüber Gußstücken aus niedriglegierten 1 % CrMo bzw. CrMoV-Stählen benötigt wird.

Stahlgußmetallurgie

Die Metallurgie zur Herstellung von Stahlguß aus den neuen 9-12 % Cr-Stählen unterscheidet sich im Prinzip nicht von der für die Schmiede- und Rohrproduktion angewandten Praxis. Um vergleichbare Eigenschaften zu erhalten, wird **für** Stahlguß das gleiche Legierungskonzept angewendet. Bei der Herstellung von Stahlguß sind jedoch einige gußspezifische Eigenheiten zu beachten.

Beispielsweise kann der Al-Gehalt bei Stahlguß nicht auf das bei Schmiedestücken übliche Niveau < 0,010 % eingestellt werden, da beim Gießen Sauerstoff aus der Atmosphäre, aus dem Formsand und aus dem Feuerfestmaterial nachgeliefert wird. Dieser Sauerstoff muß jedoch durch eine ausreichende Reserve an Desoxidationsmitteln abgebunden werden, um eine Chromverschlackung zu vermeiden. Die Bildung von Chromoxidhäuten gehört zu den möglichen Fehlerquellen bei der Herstellung von **hochlegiertem** Cr-Stahlguß und kann nur durch eine **sorgfältige** Schmelz- und Gießtechnik vermieden werden. Ein maximaler Al-Gehalt von 0,020 % kann auch für die Stahlgußproduktion sicher eingehalten werden.

Durch das Zulegieren von Mo **und/oder** W, sowie Nb, V und N wird das System komplexer. Die Elemente Mo und W leisten zwar ihren Beitrag zur Verbesserung der Warmfestigkeit, sie bewirken aber auch die Bildung von Deltaferrit, sofern dies nicht durch austenitstabilisierende Elemente kompensiert wird. Infolge der langsamen Abkühlung des Stahles in Gußformen wird die Bildung von Deltaferrit, insbesondere beim Erstarren in dicken Querschnitten, noch verstärkt. Typische Formen von Deltaferrit sind in Bild 5 dargestellt.

Im Bereich von großen **Speisern** (Schmelze A) kommt es bei einer unzureichenden Abstimmung der ferrit- bzw. austenitstabilisierenden Legierungselemente zu einem geschlossenen Netzwerk von Deltaferrit. Im Gußstück selbst wurden keine zusammenhängenden netzartigen **Deltaferrit**-Ausscheidungen beobachtet. Aber auch Deltaferritgehalte in der Größenordnung von 2 bis 5 % setzen die Kerbschlagarbeit sehr stark herab. Aus diesem Grund wurde der mittlere Chromgehalt von 10,5 auf **9,5%** reduziert und bis zu 1 % Ni zugesetzt.

Typische chemische Zusammensetzungen der ersten betrieblichen Schmelzen aus G-X 12 CrMoWVNbN 10 11 und G-X 12 CrMoVNbN 91 sind in Tafel 2 zusammengestellt. Die Schmelze A repräsentiert die erste Betriebsschmelze, die genau der Zusammensetzung des Versuchsventilgehäuses entsprochen hat, Schmelze B entspricht der zweiten Produktionsschmelze, Schmelze C gibt die optimierte chemische Zusammensetzung wieder. Die Positionen "W1" und "W2" repräsentieren die chemische Zusammensetzung der artgleichen Schweißzusatzwerkstoffe.

Die Entwicklung der chemischen Zusammensetzung der Betriebsschmelzen zur Unterdrückung der Deltaferritbildung ist im Schöffler-Diagramm, Bild 6 dargestellt. Trotz der theoretisch im Martensitfeld liegenden Schmelze "B" waren in dicken Querschnitten örtlich noch 1 bis 2 % Deltaferrit vorhanden. Erst bei der Schmelze "C" wurde in allen Dickenbereichen eine deltaferritfreie Erstarrung erreicht.

Mikrostruktur in Gußstücken

In der Vergangenheit wurden bei großen Gußstücken aus dem bisher verwendeten 12 %Cr-Stahlguß mit dem höheren C-Gehalt von 0,20 bis 0,25 % (G-X 22 CrMoV 12 1) primäre Karbidausscheidungen an den Korngrenzen beobachtet.

In Bild 7 sind im oberen Mikrobild derartige Karbidausscheidungen abgebildet. Die Herstellung von großen, dickwandigen Gußstücken aus G-X 22 CrMoV 12 1 war wegen solcher Primärkarbidausscheidungen technisch nicht mehr vertretbar und somit auch ein guter Grund die warmfesten 9-12 % Cr-Stähle zu verbessern.

Um die Homogenität der Mikrostruktur der neuen Stähle mit abgesenktem C-Gehalt zu überprüfen, wurden im Bereich großer **Speiser** direkt aus dem Gußstück Schiffe entnommen und untersucht. Das untere Mikrobild in Bild 7 zeigt, daß bei den modifizierten 9 % Cr-Stählen keine Primärkarbidausscheidungen vorliegen. Die Reduktion des Kohlenstoffgehaltes ist auch für die Verbesserung der **Schweißbarkeit** von Vorteil.

Mechanische Eigenschaften

Um den Einflug betriebsrelevanter Wärmebehandlungen auf die mechanischen Eigenschaften zu studieren, wurden Versuchsglühungen entsprechend den in Bild 8 dargestellten Wärmebehandlungszyklen durchgeführt. Gleichzeitig sollte bei diesen Versuchen der Unterschied in den Festigkeitseigenschaften zwischen G-X 12 CrMoWVNbN 10 1 1 und G-X 12 CrMoVNbN 91 herausgearbeitet werden.

Mehrfache Spannungsarmglühungen sind erforderlich, da größere Schweißungen nicht in einem Zug durchgeführt werden können. Diese Erschwernis hängt mit der für 9 % Cr-Stähle charakteristischen martensitischen Mikrostruktur zusammen, die im geschweißten Zustand eine hohe Festigkeit und niedrige Zähigkeit aufweist. Auch lange Haltezeiten, die zur Durchwärmung von großen Gußstückquerschnitten erforderlich sind, wurden auf ihren Einflug auf die mechanischen Eigenschaften untersucht.

Die Ergebnisse sind in Bild 9 dargestellt. Mehrfachglühungen und lange **Glühzeiten** bewirken eine Reduzierung der Streckgrenze, was bei der Spezifizierung der Mindestanforderungen zu berücksichtigen ist. Wir vertreten die Ansicht, daß ausreichend lange **Glühzeiten** gerade bei Gußwerkstoffen nicht nur zu einer Stabilisierung des Mikrogefüges beitragen, sondern auch für den Abbau von Eigenspannungen erforderlich sind, um einem Verzug bei der Fertigbearbeitung vorzubeugen.

In Bild 10 sind die Ergebnisse aller bisherigen Gußstückerprobungen in Abhängigkeit von der Anlaßdauer zusammengestellt. Diese stimmen mit den Ergebnissen der vorhin gezeigten Versuchsglühungen gut überein.

Basierend auf den vorliegenden Ergebnissen wird für den wolframlegierten Stahlguß G-X 12 CrMoWVNbN 12 1 1 eine Streckgrenze von mindestens 520 MPa vorgeschlagen.

Da Wolfram einen festigkeitssteigernden Effekt hat, konnte nachgewiesen werden, daß bei gleicher Anlaßtemperatur von 730 °C, die Streckgrenze deutlich höher liegt, als beim wolframfreien Cr-Stahlguß. Für den wolframfreien Stahlguß G-X 12 CrMoVNbN 9 1 wird die Streckgrenze im Bereich von 480 - 500 MPa zu spezifizieren sein. Für eine endgültige Festlegung der Mindestanforderungen sollten allerdings noch weitere Betriebsschmelzen abgewartet werden, um das legierungsspezifische Streuband zu erfassen.

Typische Gußfehler

Bei der Einführung eines neuen Werkstoffes stellt sich die Frage, wo liegt eigentlich das Fehlerniveau im Vergleich zu anderen hochlegierten Cr-Stählen, aber auch im Vergleich zu den niedriglegierten 1 % CrMo bzw. CrMoV-Gußwerkstoffen.

Grundsätzlich sind Fehlertyp und Häufigkeit abhängig vom Design des Gußstückes. Beispielsweise haben Laufräder für Wasserturbinen, nach Art und Lage, eine ganz andere Fehlerverteilung als Gußstücke für den Dampfturbinenbau. Aber auch innerhalb des Dampfturbinengusses sind große Unterschiede zwischen den Bauteilen die Regel. So haben Ventilgehäuse andere typische Fehlerlagen als Innen- oder Außengehäuse.

Im Rahmen unserer Bemühungen um eine kontinuierliche Qualitätsverbesserung **führen** wir seit Jahren Aufzeichnungen über das Fehlervolumen der verschiedenen Gußstückarten. In Tafel 3 wird das Fehlervolumen von GS-17 CrMoV 5 11 dem Fehlervolumen von 9 - 10 % Cr-Stahlguß gegenübergestellt. Die Auswertung bezieht sich schwerpunktmäßig auf Innen- und Außengehäuse im Gewicht von 10 - 60 t. Wir möchten aber nochmals darauf hinweisen, daß individuell betrachtet zwischen verschiedenen Ausführungen von Innen- oder Außengehäusen große Unterschiede im Fehlerumfang und in der Fehlerlage auftreten können. In der gegenständlichen Auswertung geht es darum, die prinzipiellen Tendenzen zwischen niedrig- und **hochlegiertem** Stahlguß aufzuzeigen.

Warmrisse

Innerhalb der möglichen Gußfehler nehmen Warmrisse einen Anteil von rund 50 % ein. Der relative Anteil der Warmrisse liegt also beim 9-10 % Cr-Stahl im Vergleich zu Oberflächen- und Innenfehler in der gleichen Größenordnung wie beim GS-17 CrMoV 5 11. Das bestätigt die Aussage, daß die Bildung von Warmrissen, einwandfreie Schmelz- und Gießtechnik vorausgesetzt, in erster Linie von der Geometrie der Gußkonstruktion abhängt, Große Wanddickenunterschiede und kleine Übergangsradien **führen** zwangsläufig zu Warmrissen.

Absolut gesehen, ist das Warmrißvolumen beim 9 - 10 % Cr-Stahlguß etwa doppelt so groß, wie beim 1 % CrMoV-Stahlguß. Wir führen diesen Unterschied auf zwei mögliche Ursachen zurück: Beim 9 - 10 % Cr-Stahlguß wurden häufig mehrere nebeneinander liegende Risse beobachtet, die beim Ausmulden zusammengefaßt werden mußten, wodurch automatisch ein größeres Fehlervolumen entstanden ist. Bei Untersuchungen an Mikroschliffen wurde festgestellt, daß das Ausheilen von Warmrissen durch die in den Rißspalt nachfließende Restschmelze offenkundig durch eine andere Erstarrungsmorphologie des 9 - 10 % Cr-Stahlgusses erschwert wird.

Um aber den Fehlerumfang beim 9 - 10 % Cr-Stahlguß zu relativieren, ist festzuhalten, daß ein Warmrißvolumen von $0,28 \text{ dm}^3/\text{t}$, das entspricht etwa 2 kg Schweißgut pro 1.000 kg Gußgewicht, einen sehr niedrigen Wert darstellt.

In diesem Zusammenhang ist noch zu **berücksichtigen**, daß man bei der Herstellung von niedriglegiertem warmfesten Stahlguß auf rund 50 Jahre Erfahrung zurückblicken kann. Das bedeutet aber auch umgekehrt, daß das niedrige Fehlerniveau von GS- 17 CrMoV 5 11 nahe an der Grenze des technisch Machbaren liegt.

Oberflächenfehler

Unter Oberflächenfehler wurden in der vorliegenden Auswertung die Fehlerarten Schlacken- und Sandeinschlüsse, Oberflächenporen, Kaltschweißen und sonstige Unebenheiten zusammengefaßt. Wegen der höheren Gießtemperatur von 9 - 10 % Cr-Stahlguß wird der Formstoff von flüssigen Stahl stärker angegriffen, wodurch mehr Oberflächenfehler beim hochlegierten Cr-Stahlguß auftreten. Hier liegt auch ein legierungsspezifischer Unterschied vor, der in der Kalkulation zu berücksichtigen ist.

Innenfehler

Unter Innenfehler sind in erster Linie Lunker zu verstehen, die mit der gießtechnischen Konzeption und dem Speisungsvermögen der Legierung zusammenhängen. Obwohl beim niedriglegierten Dampfturbinenguß der Fehlertyp "**Lunker**" mit Hilfe der computerunterstützten Simulation der Erstarrung deutlich vermindert werden konnte, sind beim neuen 9 - 10 % Cr-Stahlguß vermehrt Lunker, meist in Verbindung mit schlauchartigen Kanälen, festgestellt worden. In Bild 11 ist eine Erstarrungssimulation in einem Schnitt durch ein Innengehäuse dargestellt. Typische Gußfehler wie sie bei den ersten Abgüssen vorgefunden wurden, sind in Bild 12 wiedergegeben. Auch ungeordnet verteilte, sehr kleine Lunkerstellen von nur wenigen Millimetern sind beim 9 - 10 % Cr-Stahlguß aufgetreten

Diese Beobachtungen lassen vermuten, daß die neuen hochlegierten 9 - 10 % Cr-Stahlgußsorten einer grundsätzlich anderen Erstarrungsmorphologie als die niedriglegierten CrMoV-Stahlgußsorten folgen, was zur Folge hat, daß die Speisung mit zunehmender Wanddicke und Größe der Gußstücke erschwert wird. Zwischen der **wolframlegierten** und der wolframfreien Stahlgußsorte wurde bezüglich ihres Speisungsvermögens kein Unterschied festgestellt.

Maßnahmen zur Verbesserung der Gieß- und Speisungstechnik

Die Auswertung der Position der bei den ersten Abgüssen festgestellten Lunker hat gezeigt, daß massive Querschnitte lokal unerwartet höhere Wärmeinhalte, insbesondere in Aufheizzonen von Sandkanten und dicht nebeneinanderliegenden **Speiser-** und Speiserverbindungen aufweisen. Diese lokalen Wärmezentren führen zu einem niedrigen **Temperaturgradienten** und einer langsamen Abkühlgeschwindigkeit, wodurch größere **Dendritenachsabstände** entstehen, die wiederum der Sättigung einen größeren Widerstand entgegensetzen. Dadurch wird das Nachfließen der Restschmelze erschwert.

Als Abhilfe wurde der ferrostatische Druck erhöht und durch geeignete Maßnahmen die Schmelze im **Speiser** länger auf Temperatur gehalten, um die Viskosität der Restschmelze zu erhöhen. Speziell an Übergängen, wo zwei oder mehrere Körper verschneiden, mußten zusätzliche Sättigungskeile angebracht werden, die bei niedriglegiertem Stahlguß überhaupt nicht oder zumindest nicht in dieser Größenordnung erforderlich gewesen wären.

Eine große Hilfe bei der Adaptierung der Gieß- und Speisungstechnik für die neuen 9 - 10 % Cr-Stähle war die computerunterstützte Simulation der Erstarrung, wenngleich die Simulation die praktische Erprobung und das Lernen am realen Gußstück nicht vollständig ersetzen konnte. Basierend auf diesen Erfahrungen und den Entwicklungsarbeiten konnte die Speisung bei den zuletzt gegossenen Gußstücken wesentlich verbessert werden.

Fertigungs-und Konstruktionsschweißungen

Das Schweißen der neuen Cr-Stahlgußsorten ist bei Berücksichtigung der spezifischen Umwandlungscharakteristik der 9- 10 % Cr-Stähle problemlos gelungen. Die Schweißbeignung wurde in umfangreichen Verfahrensprüfungen nachgewiesen.

Die metallkundlichen Untersuchungen zum Umwandlungsverhalten des Grundwerkstoffes und die Simulation der WEZ wurden an der technischen Universität GRAZ durchgeführt (6, 7), wofür wir an dieser Stelle unseren **verbindlichsten** Dank aussprechen möchten.

Wegen des hohen Eigenspannungszustandes der 9 - 10 % Cr-Stähle zufolge des martensitischen Mikrogefüges sind große Fertigungs- und Konstruktionsschweißungen in Teilschritten mit zwischengeschalteter Spannungsarmglühung auszuführen. Nachbesserungen waren fallweise dann notwendig, wenn nur teilweise ausgeheilte Warmrisse nicht vollständig entfernt wurden. Abschließend können wir bestätigen, daß die **Schweißbarkeit** der neuen Stahlgußsorten zufriedenstellend ist, vorausgesetzt, die spezifischen Vorschriften für martensitische hochchromlegierte Stähle werden angewandt und es erfolgt eine strikte Qualitätsüberwachung beim Schweißen.

Anmerkung zur Fertigungsdauer

Gegenüber dem bisher überwiegend eingesetzten 1 % CrMoV-Stahlguß ergibt sich für Gußstücke aus den neuen 9 % Cr-Stahlgußsorten eine Verlängerung der Produktionsdauer von 2 bis 4 Wochen in Abhängigkeit von der Größe und Komplexität der Gußstücke. Dies ist in erster Linie mit der aufwendigeren und länger andauernden Wärmeführung bei den verschiedenen thermischen Behandlungen, beginnend vom Abkühlen in der Gußform, **Speiserschneiden**, Vergüten und mehrfachen Spannungsarmglühungen, zu begründen.

Zusammenfassung

Im Zuge der Produktionsaufnahme neuer 9 - 10 % Cr-Stahlgußsorten und der Überleitung der F & E Ergebnisse in die betriebliche Praxis wurden nachstehende Untersuchungen und Anpassungen vorgenommen:

- Um die Deltaferritausscheidung zu unterdrücken, wurde der mittlere Chromgehalt von 10,5 auf 9,5 % abgesenkt und die austenit- und ferritstabilisierenden Legierungselemente besser angepaßt.
- Die Analyse typischer Fehlererscheinungen an Gußstücken machten eine Anpassung der Gieß- und Speisungstechnik an das Sättigungsverhalten der neuen 9 - 10 % Cr-Stähle erforderlich. Diese Maßnahmen fuhr-ten zu einer Verringerung der Speisungsfehler (Luker) bei den zuletzt abgegossenen Gußstücken.
- Bei Schweißversuchen und an Gußstücken rißfrei ausgeführten Fertigungs- und Konstruktionsschweißungen konnte die gute Schweißbeignung der neuen 9 - 10 % Cr-Stähle nachgewiesen werden.

- Durch die bei den umfangreichen zerstörungsfreien Werkstoffprüfungen gesammelten Erfahrungen wurden bewiesen, daß die Prüfbarkeit der neuen 9 - 10 % Cr-Stahlgußsorten sehr gut ist und daß selbst kleinste Inhomogenitäten in Gußstücken geortet werden können.
- Eine zwei- bis vierwöchig längere Produktionsdauer ist für Gußstücke aus G-X 12 CrMoVNBn 10 1 1 und G-X 12 CrMoVNBn 91 einzuplanen.

Aufgrund der bei der Herstellung von mehr als 40 Gußstücken aus den neuen 9-10 % Cr-Stahlgußsorten im Gewichtsbereich von 1 bis 40 t gewonnenen Erfahrungen, können wir den Turbinenherstellern und deren Kunden bestätigen, daß die Qualität der Gußstücke aus den neuen Werkstoffen in gleicher Weise wie bei den niedriglegierten warmfesten Gußwerkstoffen gesichert ist.

Wie freuen uns, daß die zwar schwierige aber letztendlich erfolgreiche Überleitung der F&E-Arbeiten in die betriebliche Praxis Dank der guten Zusammenarbeit mit unseren Auftraggebern und Dank der freundschaftlichen Unterstützung durch die COST-Arbeitsgruppe gut und rasch gelungen ist, und dafür bedanken wir uns.

Literatur

- (1) MAYER, K.H., GYSEL, W., TREMMEL, D.: „Die Anwendung des warmfesten Stahlgusses im Dampfturbinenbau seine Anforderungen und Eigenschaften“, VGB Kraftwerkstechnik, 60.Jg, Heft 5, Mai 1980 S. 398-405
- (2) BUBERL, A.R., SCHUSTER, F.A.: „Stahlguß in high-tech; eine Integration von handwerklicher Erfahrung und Einsatz von CAE-Methoden“, 60th World Foundry Congress, 1993, The Hague, S 1-11.
- (3) MAYER K.H., GYSEL W., TRAUTWEIN A.: „Modified 9% CrMo Cast steel for casings in improved coal-fired power plants, Improved Coal fired power plants“, Third International Conference on Improved Coal-Fired Power Plants, San Francisco / USA, 1991 - 04
- (4) SCARLIN, R.B., BERGER, C., MAYER, K.H., THORNTON, D.V., BEECH, S.M.: „Steam Turbine Materials: High Temperature Castings“, 5th Int. Conf. Materials for Advanced Power Engineering, Liege, Belgium, Oct. 1994
- (5) SCHUSTER, F.A., CERJAK, H.: „Steel Castings Made From Newly Developed 9-12 % Cr-Steels For Advanced Power Generation“, ASME Cogen- Turbo Power Conference, Vienna / Austria, Aug 1995.
- (6) CERJAK, H., SCHUSTER, F.A.: „Weldability and Behaviour of Weldings of New Developed Creep resistant 9-10 % Cr Steels“, Second European Conference on Joining Technology Eurojoin 2, Florence, Privista Italiano d'Illo Soldtissa 4/94, pp. 467 to 473.
- (7) MAYER, K.H., CERJAK, H., HOFER, P., LETOFSKY, E., SCHUSTER, F.A.: "Evolution of microstructure and properties of 10% Cr-steel castings", Cambridge conference paper, 1995.

Liste der Tafeln und Bilder

| Gußstückbezeichnung | Werkstoff Projekt | Stückgew. [Tonnen] | Anzahl Gußstücke |
|--------------------------------|-----------------------|-----------------------|---------------------|
| G-X 12 CrMoWVNbN 10 1 1 | | | |
| MD Innengehäuse | SCHKOPAU | 14,0 | 4 |
| MD Innengehäuse | MERI PORI | 19,0 | 2 |
| MD Innengehäuse | SCHWARZE PUMPE | 40,0 | 4 |
| Rohrstutzen | SCHWARZE PUMPE | 2,6 | 4 |
| Diffusor | SCHWARZE PUMPE | 4,2 | 4 |
| Ventilgehäuse | KW ALTBACH | 7,9 | 2 |
| MD Innengehäuse | FP-1 TAIWAN | 15,2 | 4 |
| G-X 12 CrMoVNbN 9 1 | | | |
| V.H.P.Inner Cylinder | SKAERBAEK/NORDJYLLAND | 10,7 | 4 |
| H.P./I.P.Inner Cylinder | SKAERBAEK/NORDJYLLAND | 20,0 | 4 |
| HP-Head | SEO INCHON | 30,1 | 8 |

Tafel 1. Kraftwerksprojekte mit den neuen 9 - 10 % Cr-Stahlgußsorten

G-X 12CrMoWVNbN 10 1 1 (COST 501)

| | C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Mo | V | Nb | W | N |
|------------|-------|------|------|-------|-------|-------|------|------|------|------|------|-------|
| Schmelze A | 0,120 | 0,39 | 0,62 | 0,013 | 0,004 | 10,50 | 0,93 | 0,98 | 0,24 | 0,09 | 1,01 | 0,049 |
| Schmelze B | 0,120 | 0,28 | 0,79 | 0,013 | 0,003 | 9,60 | 0,92 | 1,03 | 0,24 | 0,06 | 1,05 | 0,047 |
| Schmelze C | 0,120 | 0,23 | 0,97 | 0,015 | 0,002 | 9,45 | 0,86 | 0,98 | 0,21 | 0,06 | 1,03 | 0,049 |
| W1* | 0,090 | 0,20 | 0,91 | 0,010 | 0,006 | 9,60 | 0,94 | 1,05 | 0,18 | 0,06 | 1,02 | 0,054 |

*Schweißzusatzwerkstoff: OERLIKON CROMOCORD 10M

G-X 12 CrMoVNbN 9 1 (mod. P91)

| | C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Mo | V | Nb | W | N |
|------------|-------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|------|-----|-------|
| Schmelze D | 0,120 | 0,27 | 0,53 | 0,008 | 0,006 | 8,80 | 0,34 | 0,94 | 0,23 | 0,07 | --- | 0,051 |
| W2* | 0,097 | 0,24 | 0,98 | 0,013 | 0,007 | 9,20 | 0,08 | 1,05 | 0,22 | 0,06 | --- | 0,047 |

*Schweißzusatzwerkstoff: OERLIKON CROMOCORD 9M

Tafel 2. Chemische Zusammensetzung von Produktionsschmelzen und artgleichen

Schweißzusatzwerkstoffen

| Fehlerart | 1% Cr Mo V - Stahlguß | 9-10 % Cr - Stahlguß |
|-------------------|---------------------------------|---------------------------------|
| | [dm ³ / t Stahlguß] | [dm ³ / t Stahlguß] |
| Warmrisse | 0,15 | 0,28 |
| Oberflächenfehler | 0,10 | 0,17 |
| Innenfehler | 0,05 | 0,10 |
| Gesamt | 0,30 | 0,55 |

Tafel 3. Vergleich Fehlerart und Fehlervolumen zwischen 1 % CrMoV und 9 - 10 % Cr-Stahlguß

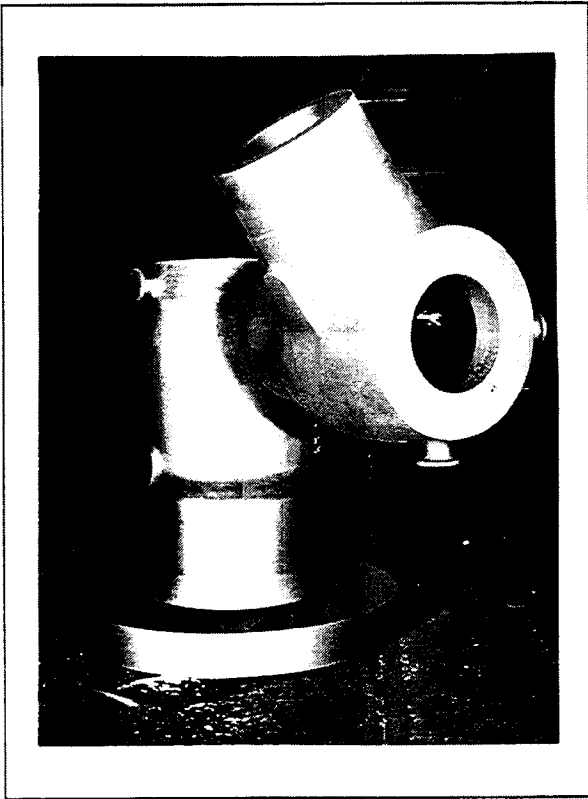


Bild 1 Ventilgehäuse KW Altbach
G-X 12 CrMoWVNbN 10 1 1 Gewicht 7.900 kg

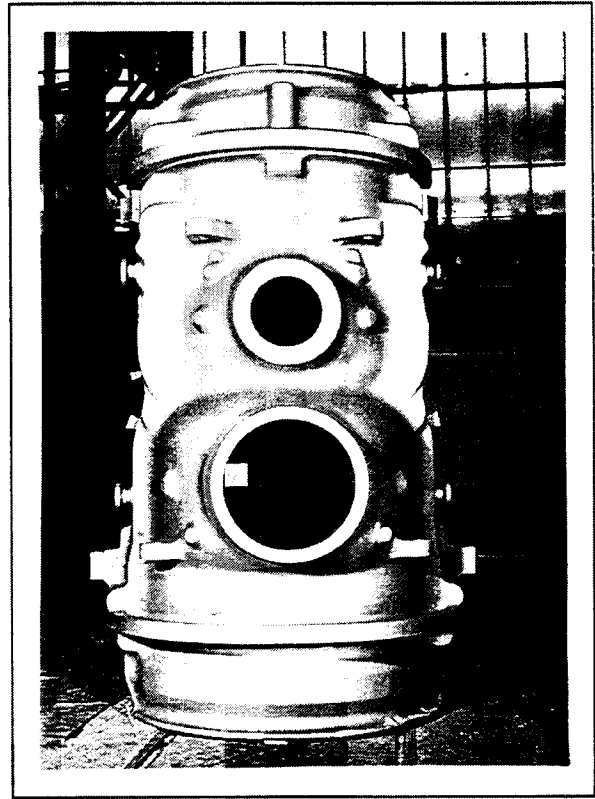


Bild 2 HD/MD-Innengehäuse
KW. Skaerbaek/Nordjylland
G-X 12 CrMoVNbN 91 Gewicht 20.000 kg

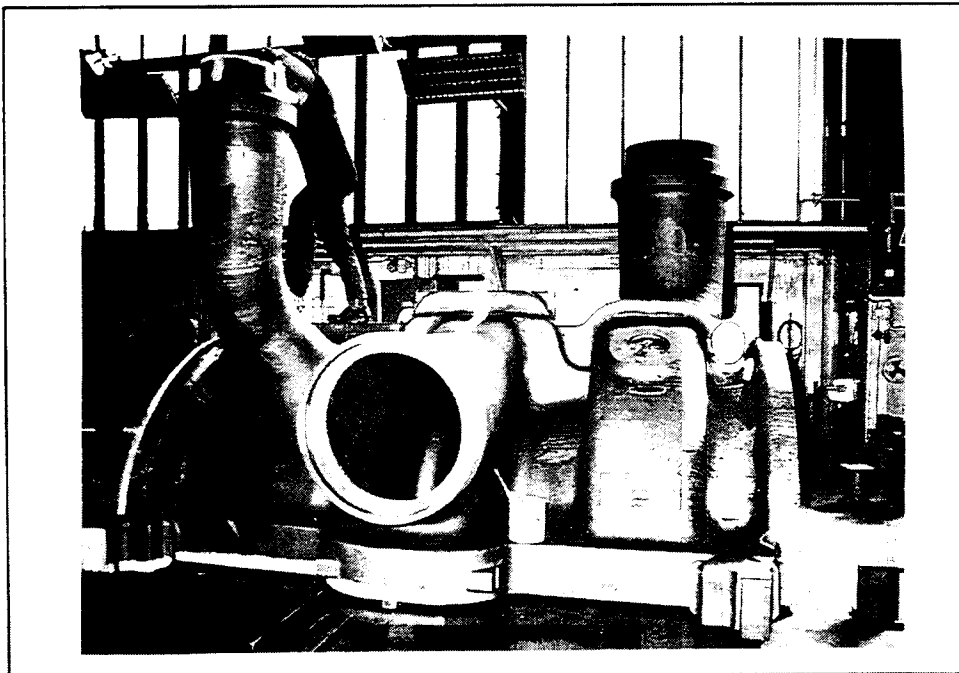


Bild 3 Mitteldruck - Innengehäuse mit angeschweißten Rohrstützen
KW Schwarze Pumpe G-X 12 CrMoWVNbN 10 1 1 Gewicht 44.000 kg

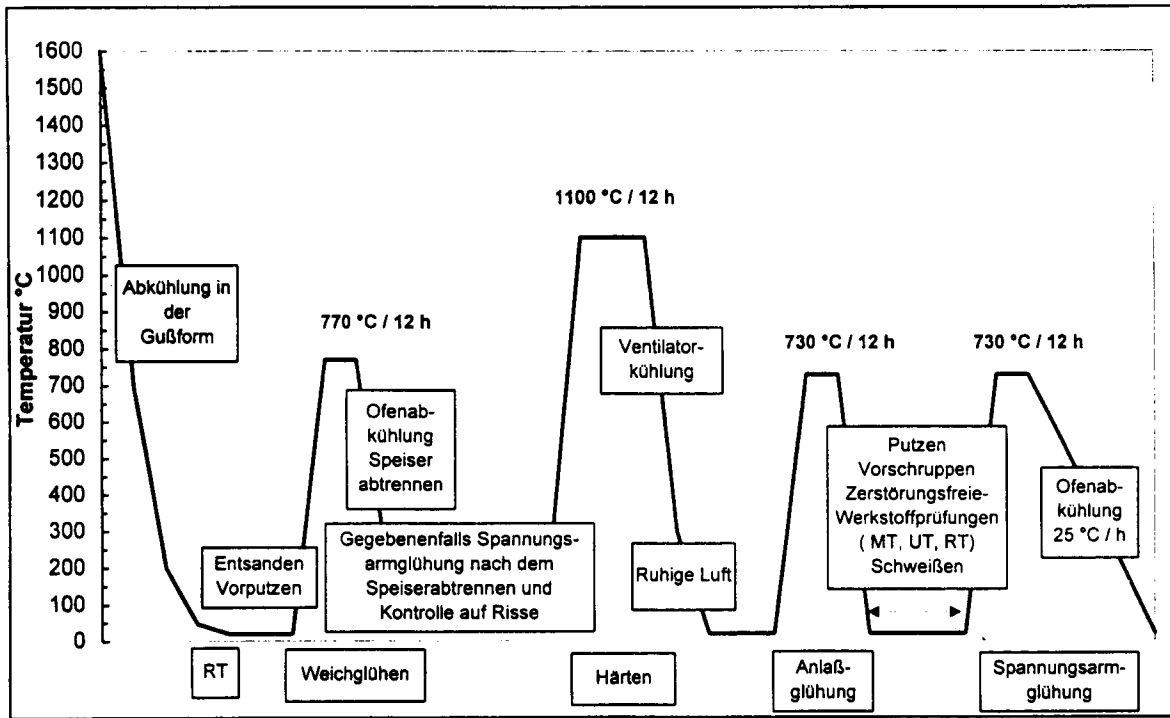


Bild 4. Fertigungsablauf - Wärmebehandlungen von G-X 12 CrMoWVNbN 10 1 1

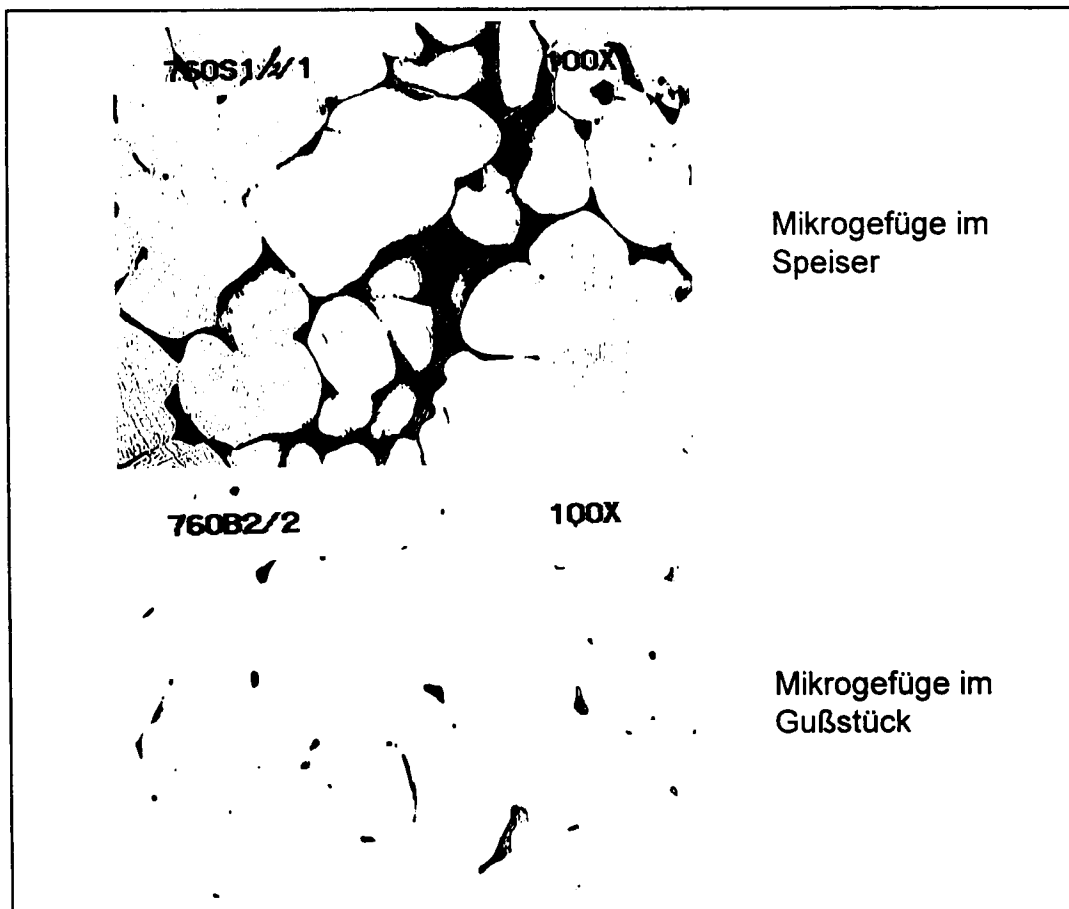


Bild 5. Ausbildung von Deltaferrit im Speiser und Gußstück G-X 12 CrMoWVNbN 10 1 1

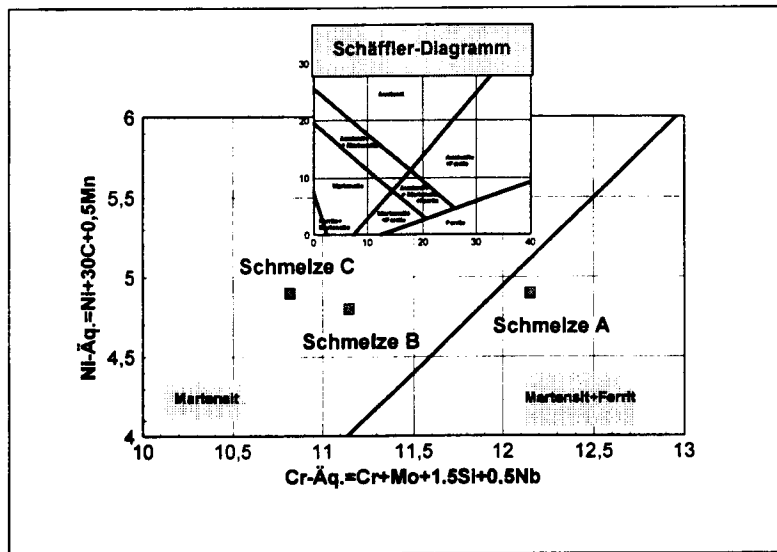


Bild 6 Position der Schmelzen A, B und C im Schäffler Diagramm

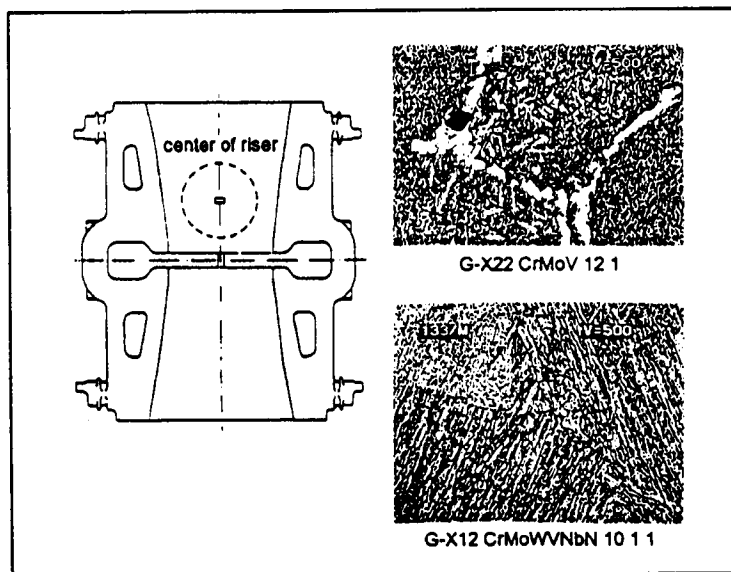


Bild 7 Mikrogefüge von G-X 22 CrMoV 12 1 und G-X 12 CrMoWVNbN 10 1 1 in großen Querschnitten von Innengehäusen

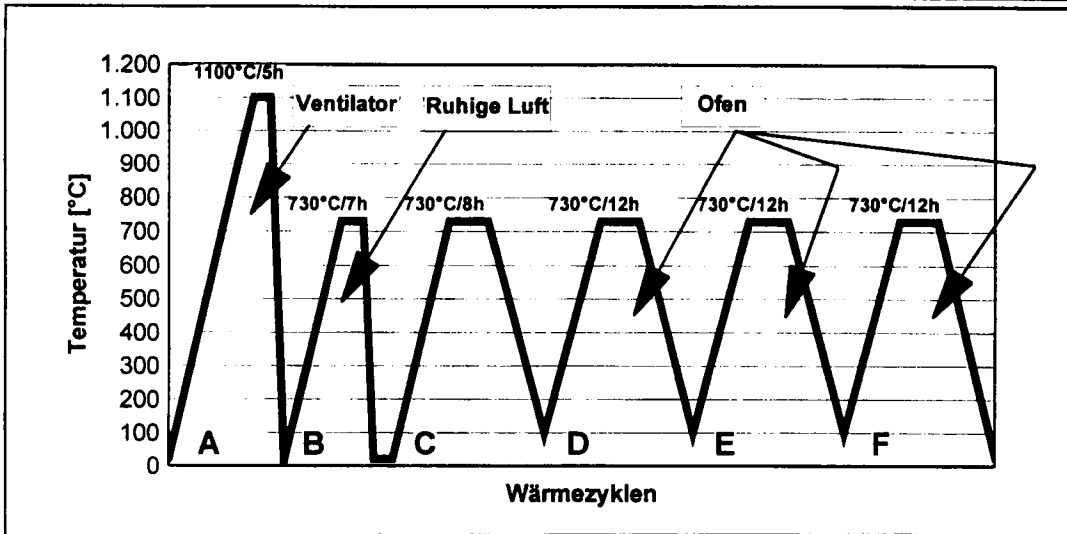


Bild 8 Glühzyklen zur Untersuchung des Einflusses mehrerer Anlaßbehandlungen auf die Festigkeitseigenschaften von G-X 12 CrMoWVNbN 10 1 1 und G-X 12 CrMoVNbN 91

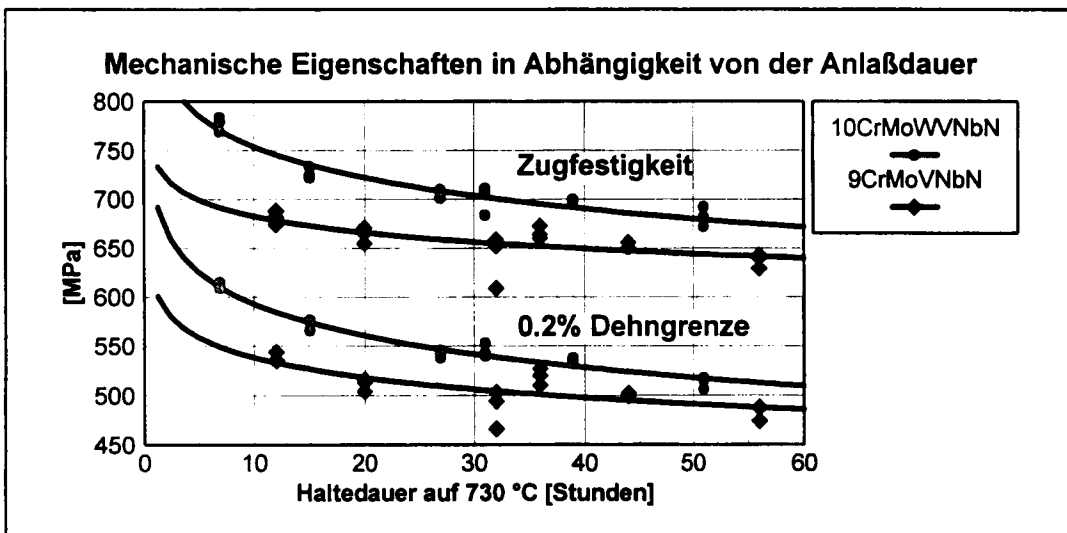


Bild 9 Einfluß von mehrmaligen Anlaßglühungen auf die Festigkeitseigenschaften von G-X 12 CrMoWVNbN 10 1 1 und G-X 12 CrMoVNbN 91

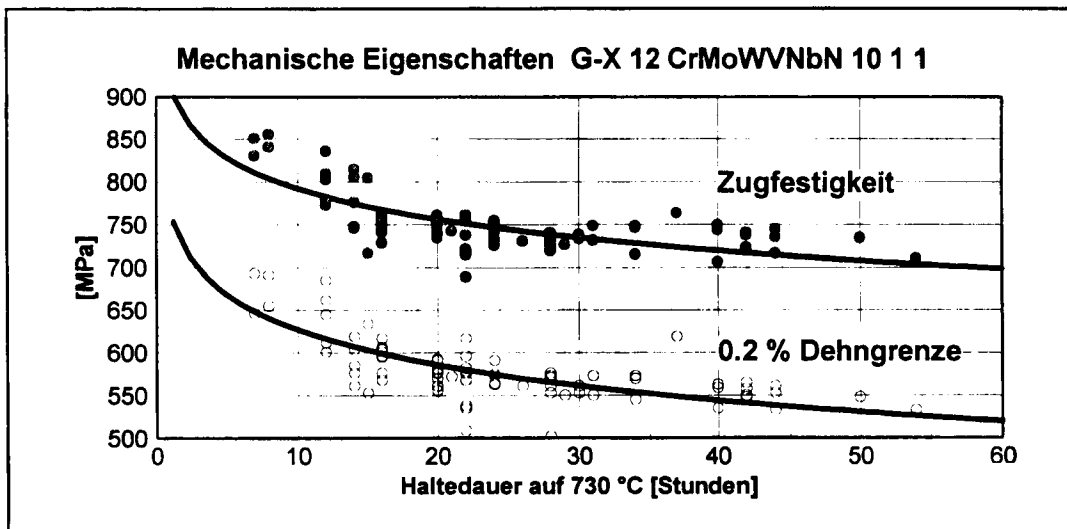


Bild 10 Auswertung aller Betriebsschmelzen G-X 12 CrMoWVNbN 10 1 1 in Abhängigkeit von der Anlaßdauer

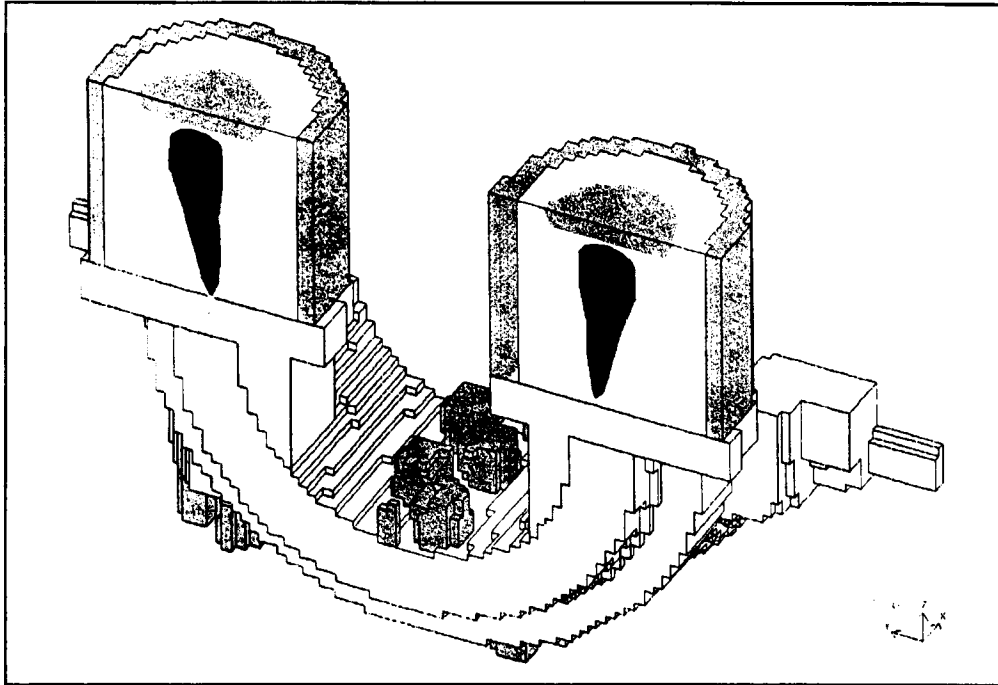


Bild 11 Erstarrungssimulation eines Innengehäuses im Bereich der Speiser

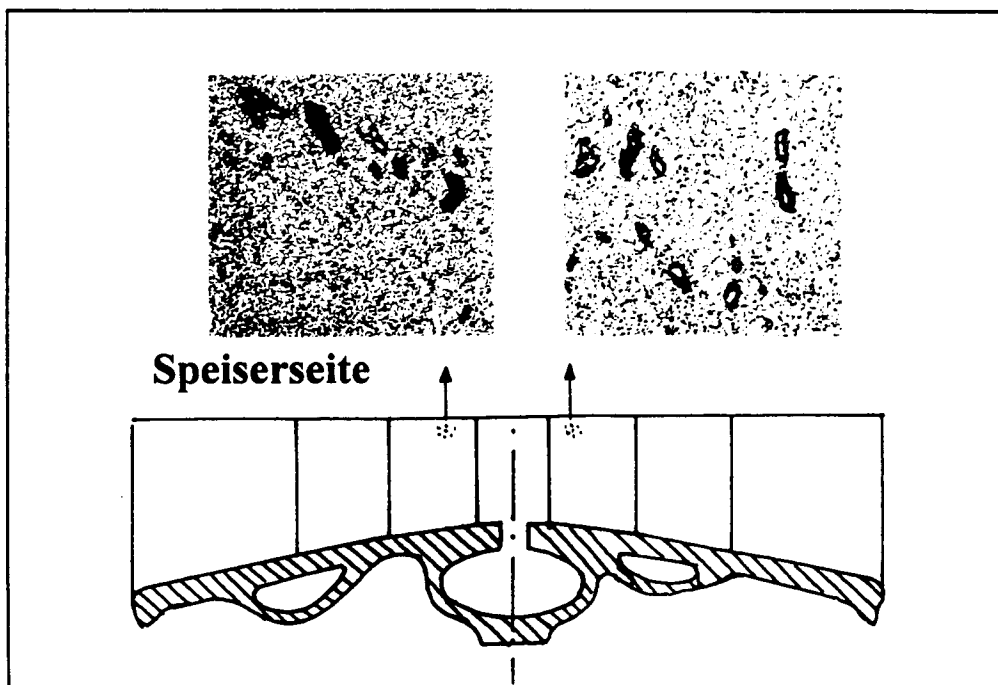


Bild 12. Typische Gußfehler bei Innengehäusen im Flanschbereich